AMM055

การประชุมวิชาการเครือข่ายวิศวกรรมเครื่องกลแห่งประเทศไทยครั้งที่ 22 15-17 ตุลาคม 2551 มหาวิทยาลัยธรรมศาสตร์ ศูนย์รังสิต

ผลกระทบของอุณหภูมิผิวสัมผัสต่อพฤติกรรมการสึกหรอของเหล็กกล้าไร้สหิม 316L ผลิตด้วยกระบวนการฉีดขึ้นรูปโลหะผง Effects of contact surface temperature on wear behaviour of metal injection moulding 316L stainless steel

เบญจวรรณ แสงวิเชียร^{1*} และชาวสวน กาญจโนมัย²

¹ศูนย์พัฒนาและวิเคราะห์สมบัติของวัสดุ สถาบันวิจัยวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งประเทศไทย

เทคโนธานี อ. คลองหลวง จ. ปทุมธานี 12121

โทร 0-2577-9276 โทรสาร 0-2577-9276 ^{*}อีเมล์ benjawan@tistr.or.th

² ภาควิชาวิศวกรรมเครื่องกล คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยธรรมศาสตร์ ศูนย์รังสิต อ. คลองหลวง จ. ปทุมธานี 12121

โทร 0-2564-3001-9 ต่อ 3150 โทรสาร 0-2564-3010 อีเมล์ kchao@engr.tu.ac.th

บทคัดย่อ

การฉีดขึ้นรูปโลหะผง (metal injection moulding, MIM) ใช้ แพร่หลายในการผลิตชิ้นส่วนขนาดเล็กที่มีรูปร่างซับซ้อน เช่น ชิ้นส่วน ้อิเล็คทรอนิคส์ เครื่องมือทางการแพทย์ และอุปกรณ์ทันตกรรม เป็นตัน ้อย่างไรก็ตาม ลักษณะการใช้งานชิ้นส่วน MIM แบบเคลื่อนที่ไถลและ ข้อจำกัดในการใช้สารหล่อลื่นทำให้เกิดปัญหาการสึกหรอที่รุนแรง ใน งานวิจัยนี้จึงได้ศึกษาผลกระทบของอุณหภูมิผิวสัมผัสต่อพฤติกรรมการ ้สึกหรอของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ขึ้นรูปด้วยวิธี MIM (ความพรุน 2% และ 6%) และขึ้นรูปด้วยวิธี wrought (ความพรุน 0%) โดยใช้ชุด ทดสอบแบบ pin-on-disc ในสภาวะไร้สารหล่อลื่นในช่วงความเร็วการ ไถล 0.2-2.0 m/s ที่ภาระกด 1 MPa โดยอุณหภูมิผิวสัมผัสคำนวณได้ จากผลการทดสอบ และสูตรทางความร้อนบริเวณยอดสูง (asperity) ของพื้นผิวสัมผัส (flash heating) และชิ้นทดสอบแบบหมุด (bulk heating) ที่ความเร็วไถลต่างๆ กัน ทำการวิเคราะห์พื้นผิวการสึกหรอ และเศษการสึกหรอโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบสแกนนิง (SEM) และ มาตรวัดการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (XRD) ผลการศึกษาพบว่า อัตราการสึกหรอถูกควบคุมโดยกลไกการสึกหรอแบบหลุดล่อน (delamination wear) และปัจจัยของอุณหภูมิผิวสัมผัส ณ ขณะนั้น โดย

(detaniniation wear) และบิจจับบองอุเนหภููมิผวสมผส เน บเนะนน เดอ อุณหภููมิผิวสัมผัสจะเพิ่มขึ้นตามความเร็วการไถล ส่งผลให้สมบัติของ พื้นผิว (surface properties) เปลี่ยนแปลง พฤติกรรมการสึกหรอของ เหล็กกล้าไร้สนิม 316L แบ่งเป็น 2 ช่วง คือ ช่วงความเร็วการไถลต่ำ (0.2-0.6 m/s) อุณหภููมิผิวสัมผัสอยู่ในช่วง 140-220°C พฤติกรรมการ สึกหรอถูกควบคุมโดยกลไกการแนบติด โดยอัตราการสึกหรอลดลงเมื่อ ความเร็วการไถลเพิ่มขึ้น ในขณะที่ช่วงความเร็วการไถลสูง (0.6-2.0 m/s) อุณหภููมิผิวสัมผัสอยู่ในช่วง 220-450°C อัตราการสึกหรอเพิ่มขึ้น โดยผลกระทบจากความร้อน ทำให้วัสดุอ่อนตัวและเกิดการสึกหรอแบบ ขัดถู โดยอุณหภููมิผิวสัมผัสเป็น 220°C (0.6 m/s) แสดงจุดเปลี่ยน กลไกการสึกหรอแบบหลุดล่อนจากการแนบติดกลายเป็นการสึกหรอ แบบหลุดล่อนจากการขัดถู สำหรับ MIM 316L ความพรุน 6% มี แนวโน้มการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิผิวสัมผัสสูงกว่า MIM 316L ความ พรุน 2% ในช่วงความเร็วการไถล 0.6-2.0 m/s ส่งผลให้อัตราการสึก หรอสูงกว่า ในขณะที่ wrought 316L มีความต้านทานการสึกหรอดีกว่า MIM 316L เนื่องจากมีโครงสร้างจุลภาคที่ต่อเนื่องและมีความแข็งสูง กว่า

คำสำคัญ: การฉีดขึ้นรูปโลหะผง เหล็กกล้าไร้สนิม 316L การสึกหรอ ความพรุน อุณหภูมิผิวสัมผัส

Abstract

Metal injection moulding (MIM) technology is widely used to fabricate small component with intricate shape such as electronic parts, medical instruments and dental devices, etc. However, sliding application of these MIM parts and the limitation of the lubricant usage could cause severe wear. In the present investigation, the effects of contact surface temperature on the wear behaviour of MIM 316L stainless steel (2% and 6% porosity by area) and wrought 316L were studied under dry sliding conditions using pin-on-disc apparatus within a sliding speed range of 0.2-2.0 m/s and an apparent contact pressure of 1 MPa. The contact temperatures were determined using experiment data and empirical calculations of flash and bulk heating at the different sliding speeds. Worn surfaces and wear debris were analysed by means of scaning electron microscope (SEM) and Xray Diffractometer (XRD). For the given conditions, the wear rate

was controlled by delamination wear and the instantaneous temperature at the sliding interface. The contact temperature rise was due to the increasing of sliding speed, resulting in the changes of sliding surface properties. The wear behaviour of stainless steel 316L was characterized into two regimes. In the range of low speed (0.2-0.6 m/s), as well as for contact temperature in the range 140-220°C, the behaviour controlled by adhesion, which the wear rate was decreased when the speed increased. On the other hand, in the range of high sliding speed (0.6-2.0 m/s) or contact temperature in the range 220-450°C, the thermal softening caused the increasing wear rate, resulting in abrasive mechanism. At the contact temperature of 220°C or sliding speed of 0.6 m/s, the wear mechanism changed from the adhesion-induced delamination wear to the abrasive induced-delamination wear. The trend of the contact surface temperature of MIM 316L with porosity of 6% was more increase than that of MIM 316L with porosity of 2% in the high speed range (0.6-2.0 m/s), resulting in the higher wear rate. Furthermore, wrought 316L showed a better wear resistance than MIM 316L because of its homogeneous microstructure and higher hardness.

Keywords: metal injection moulding (MIM), 316L stainless steel, wear, porosity, contact surface temperature

1. คำนำ

ในปัจจุบันการออกแบบชิ้นส่วนวิศวกรรมได้มุ่งเน้นการย่อส่วน ชิ้นงานให้มีขนาดเล็ก น้ำหนักเบา และคงสมบัติด้านความแข็งแรงไว้ การฉีดขึ้นรูปโลหะผง (metal injection moulding, MIM) เป็น กระบวนการผลิตที่ใช้เทคนิคการฉีดพลาสติกสำหรับการขึ้นรูปและใช้วิธี ทางโลหะผงวิทยาเพื่อเพิ่มความแข็งแรงให้กับชิ้นงานฉีด จึงเหมาะสม สำหรับการผลิตชิ้นส่วนที่มีขนาดเล็กและมีรูปร่างซับซ้อน สามารถลด ขั้นตอนการกัดกลึงผิว ลดปัญหาเศษวัสดุเหลือใช้ และผลิตได้ใน แต่ด้วยลักษณะโครงสร้างที่มีความพรุนทำให้ความ ปริมาณมาก ้ต้านทานการสึกหรอลดลงภายใต้สภาวะการใช้งานที่แตกต่างกัน ประกอบกับการสึกหรอเป็นสาเหตุความเสียหายที่พบบ่อยในชิ้นส่วน การสึกหรอจึงเป็นปัจจัยสำคัญที่ต้องพิจารณาในการ วิศวกรรม ออกแบบด้านวิศวกรรม ความเข้าใจในกลไกและพฤติกรรมการสึกหรอ ของวัสดุที่ใช้ออกแบบจึงมีความจำเป็น เพื่อการเลือกใช้วัสดุที่เหมาะสม การบำรุงรักษาที่ถูกต้อง และการประเมินอายุการใช้งานซึ่งจะช่วย ป้องกันความเสียหายที่อาจเกิดขึ้นได้

มีงานวิจัยจำนวนมากได้ศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุที่ขึ้น รูปด้วยวิธีทางกล (wrought) โดย Straffelini *et al.* [1], Straffelini and Molinary [2], Lim and Ashby [3] และ Lim *et al.* [4] ได้ศึกษา พฤติกรรมการสึกหรอของโลหะกลุ่มเหล็กและไททาเนียมอัลลอยที่ขึ้น รูปด้วยวิธี wrought ทำการทดสอบแบบการไถลในทิศทางเดียว

(unidirectional sliding) ในสภาวะไร้สารหล่อลื่น พบว่า พฤติกรรมและ กลไกการสึกหรอขึ้นอยู่กับโครงสร้างจุลภาค สมบัติเชิงกล ภาระกด ความเร็วการไถล ระยะไถล และสภาพแวดล้อม Kameo *et al.* [5] ได้ ศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L และ 17-4PH ที่ ขึ้นรูปด้วยวิธี wrought เปรียบเทียบกับโลหะชนิดเดียวกันที่ขึ้นรูปด้วย ้วิธี MIM โดยใช้ชุดทดสอบแบบ pin-on-disc ซึ่งชิ้นทดสอบแบบหมุด (pin) และแบบจาน (disc) ผลิตจากวัสดุชนิดเดียวกัน (self-mating) พบว่า wrought มีความต้านทานการสึกหรอดีกว่า MIM โดยปัจจัย ้สำคัญที่ควบคุมการสึกหรอของชิ้นส่วน MIM คือ ความแข็ง โครงสร้าง จุลภาค และกระบวนการออกซิเดชั้น อย่างไรก็ตาม ปริมาณความ พรุนไม่ได้ส่งผลเสียต่อการสึกหรอเสมอไป มีงานวิจัยที่ศึกษาบทบาท ของความพรุนต่อพฤติกรรมการสึกหรอของเหล็ก โดยพบว่า ชิน ทดสอบที่มีปริมาณความพรุนมากกว่า 10% และขนาดรูพรุนใหญ่กว่า 12 μm มีพฤติกรรมเป็นอ่างเก็บ (reservoir) เศษการสึกหรอ ซึ่งส่งผล ให้ความต้านทานการสึกหรอเพิ่มขึ้น และป้องกันการสึกหรอแบบขัดถู [6-8] นอกจากนั้น การปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคของ MIM ให้มีสมบัติ ทางกลที่แข็งแรงขึ้นได้ถูกศึกษาในงานวิจัยของ Guelsoy [9] และ Vardavoulias et al. [10] โดยพบว่า การเติมผงโลหะหรือผงเซรามิกทำ ให้เมตริกซ์หลักสามารถต้านทานการสึกหรอได้ดีขึ้น ช่วยลดการเปลี่ยน deformation) และการสึกหรอแบบหลุดล่อน รูปถาวร (plastic (delamination wear) จากงานวิจัยที่กล่าวมาได้ศึกษาพฤติกรรมการ สึกหรอโดยเน้นที่ปัจจัยด้านวัสดุ แต่มีงานวิจัยจำนวนไม่มากที่ได้ศึกษา โดยเน้นที่ปัจจัยด้านสภาวะการใช้งาน เช่น ความเร็วการไถล ภาระกด และอุณหภูมิ ซึ่งเป็นปัจจัยหลักที่มีอิทธิพลในการควบคุมพฤติกรรมการ สึกหรอ โดย Zhang and Alpas [11] และ Wilson and Alpas [12] ได้ ทำการศึกษาผลกระทบของภาระกดและความเร็วการไถลต่อพฤติกรรม การสึกหรอของอลูมิเนียมอัลลอย โดยพบว่า อุณหภูมิผิวสัมผัสมี อิทธิพลในการกำหนดจุดเปลี่ยนกลไกการสึกหรอ โดยสามารถควบคุม ให้อยู่ในช่วงการสึกหรอแบบไม่รุนแรง (mild wear)

ในงานวิจัยนี้ต้องการศึกษา ผลกระทบของอุณหภูมิผิวสัมผัสต่อ พฤติกรรมการสึกหรอของ MIM 316L ความพรุน 2% และ 6% เปรียบเทียบกับ wrought 316L เนื่องจากเหล็กกล้าไร้สนิมกลุ่มออสเตน นิติกนี้มีสมบัติเชิงกลและความต้านทานการกัดกร่อนที่ดีจึงถูกนำไปใช้ ผลิตชิ้นส่วน MIM อย่างแพร่หลาย ในขณะที่การศึกษาพฤติกรรมการ สึกหรอของโลหะกลุ่มนี้ยังมีน้อยและไม่เพียงพอต่อการทำความเข้าใจ ในปรากฏการณ์การสึกหรอประเภทต่างๆ

2. ระเบียบวิธีวิจัย

2.1 วัสดุ

ชิ้นทดสอบแบบจานผลิตจาก wrought 316L ขนาด Ø 75 mm × 8 mm และชิ้นทดสอบแบบหมุดถูกขึ้นรูปด้วยวิธีการกัดเซาะโลหะด้วย ด้วนำไฟฟ้า (EDM) ให้มีขนาด 6.4 × 11 × 20 mm ซึ่งแบ่งเป็น 3 กลุ่ม คือ wrought 316L และ MIM 316L ความพรุน 2% และ 6% โดยชิ้น ทดสอบ MIM ผลิตจากผงเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 316L (ATMIX ประเทศญี่ปุ่น) ขนาดเฉลี่ย 10.9 μm ผลิตด้วยกระบวนพ่นด้วยน้ำที่ ความดันสูง (water atomization) ใช้วัสดุประสานกลุ่มเทอร์โมพลาสติก

รวมบทความวิชาการ เล่มที่ 2 การประชุมวิชาการเครือข่ายวิศวกรรมเครื่องกลแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 22

(Mold Research ประเทศญี่ปุ่น) ผลิตได้เป็นเม็ดฉีดด้วยสัดส่วนผสม ระหว่างผงโลหะ 62% และตัวประสาน 38% โดยปริมาตร ใช้อุณหภูมิ การเผาผนึก 1350°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง ภายใต้บรรยากาศกาซ อาร์กอน [13] ผลการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีและสมบัติทาง กายภาพและทางกลสรุปได้ในตารางที่ 1 และ 2

2.2 การทดสอบการสึกหรอ

การทดสอบการสึกหรอแบบไถลในสภาวะไร้สารหล่อลื่น (dry sliding condition) กระทำโดยใช้ชุดทดสอบแบบ pin-on-disc (Phoenix Tribology : TE88) วิธีการทดสอบอ้างอิงตามมาตรฐาน ASTM G99 [14] ดำเนินการทดสอบภายในห้องปรับอากาศ อุณหภูมิ 25 ± 2°C ความชิ้นสัมพัทธ์ 60 ± 5% RH กำหนดให้ชิ้นทดสอบแบบหมุดและ แบบจานมีความหยาบผิวเริ่มตัน 0.2 μm (R_a) ทำการทดสอบภายใต้ ภาระกดคงที่ 1 MPa หรือ 70 N ความเร็วการไถล 0.2-2.0 m/s และ ระยะไถล 2-8 km โดยทุกเงื่อนไขทำการทดสอบซ้ำอย่างน้อย 3 ครั้ง แรงเสียดทานและอุณหภูมิของชิ้นทดสอบแบบหมุด (T_o) ถูกบันทึกค่า อย่างต่อเนื่องตลอดช่วงการทดสอบด้วยโหลดเซลและเทอร์โมคัปเปิล

ชนิด K ซึ่งต่อเข้ากับชุดควบคุมของเครื่องทดสอบการสึกหรอ ระยะ สึกหรอของชิ้นทดสอบแบบหมุดวัดโดยทรานสดิวเซอร์ มวลของชิ้น ทดสอบแบบหมุดวัดโดยเครื่องชั่งแบบดิจิตอล (Mettler Toledo รุ่น AB204) ความละเอียด 0.1 mg การสึกหรอวัดได้จากการเปลี่ยนแปลง มวลหลังสิ้นสุดการทดสอบและนำมาคำนวณหาอัตราการสึกหรอ จำเพาะ (specific wear rate, W ุ) ดังนี้

$$W_s = \frac{\Delta m}{\rho \cdot S \cdot F_N} \tag{1}$$

โดย Δm คือ มวลที่สูญเสียไปของชิ้นทดสอบแบบหมุดหลังจาก สิ้นสุดการทดสอบ ρ คือ ความหนาแน่นของชิ้นทดสอบแบบหมุด S คือ ระยะไถล และ F_N คือ น้ำหนักกด

2.3 การวิเคราะห์พื้นผิวสึกหรอและเศษการสึกหรอ

การวิเคราะห์พื้นผิวสึกหรอและเศษการสึกหรอหลังสิ้นสุดการ ทดสอบ โดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสงชนิด inverted (Buehler inverted microscope รุ่น Axiovert 200 M) และกล้องจุลทรรศน์ อิเล็กตรอนแบบสแกนนิง (JEOL Scanning Electron Microscope (SEM) รุ่น JSM-5410LV) สำหรับการวิเคราะห์พื้นผิวสึกหรอ และใช้ มาตรวัดการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (SHIMADZU X-ray Diffractometer รุ่น XRD-6000) สำหรับการวิเคราะห์โครงสร้างผลึก ของเศษการสึกหรอ

ิตารางที่ 1 องค์ประกอบทางเคมีของเหล็กกล้าไร้สนิม MIM 316L และ wrought 316L

Material	Composition, wt. %										
Matchar	Fe	С	Si	Mn	Р	S	Ni	Cr	Мо	Cu	0
SUS 316L (ATMIX®) [13]	Bal.	0.024	0.81	0.80	0.019	0.009	12.53	16.49	2.10	0.03	0.34
wrought 316L (AISI 316L)	Bal.	0.017	0.282	1.428	0.028	0.027	10.77	16.72	2.313	0.319	-

ิตารางที่ 2 สมบัติทางกายภาพและทางกลของเหล็กกล้าไร้สนิม MIM 316L และ wrought 316L

Material	Tensile Strength (MPa)	Yield Strength (MPa)	Elongation (%)	Hardness (HV 10)	Density (kg/m ³)	
MIM 316L	526 [13]	219 [13]	80 [13]	98 (2% porosity) 95 (6% porosity)	7.47	
wrought 316L (AISI 316L)	552	250	80	250 (disc) 140 (pin)	7.95	

3. ผลและการอภิปรายผล

3.1 อิทธิพลของความเร็วการไถลต่อสัมประสิทธิ์ความเสียดทาน และอุณหภูมิ

ค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทาน ขึ้นอยู่กับสภาพพื้นผิวคู่สัมผัสและ กลไกการสึกหรอ โดยพบว่า ในทุกเงื่อนไขการทดสอบ สัมประสิทธิ์ ความเสียดทานปรับเข้าสู่สภาวะสมดุล เมื่อระยะไถลมีค่าประมาณ 300 m โดยสัมประสิทธิ์ความเสียดทานมีค่าใกล้เคียงกันอยู่ในช่วง 0.33-0.39 รูปที่ 1 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิของชิ้นทดสอบแบบหมุด (*T*₀) และความเร็วการไถล ซึ่งพบว่า อุณหภูมิของชิ้นทดสอบทั้ง 3 กลุ่มมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นในลักษณะเชิงเส้นตามความเร็วการไถล อยู่ ในช่วง 35-118°C โดยแนวโน้มการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิในชิ้นทดสอบ แบบหมุด MIM 316L ความพรุน 6% สูงกว่า MIM 316L ความพรุน 2% และ wrought 316L ตามลำดับ



รูปที่ 1 ความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิของชิ้นทดสอบแบบหมุด (T₀) และความเร็วการไถล ที่ระยะไถล 2 km

3.2 ผลกระทบของระยะไถล ความเร็วการไถล และความพรุน ต่อการสึกหรอ

ผลกระทบของระยะไถลด่อการสึกหรอ ได้ถูกศึกษาโดยทำการ ทดสอบซ้ำ 3 ครั้ง ซึ่งพบว่า ภายใต้เงื่อนไขการทดสอบเดียวกัน ระยะ สึกหรอมีค่าใกล้เคียงกัน (ค่าคลาดเคลื่อนน้อยกว่า 5%) และแปรผัน ตามระยะไถล รูปที่ 2 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างระยะสึกหรอของชิ้น ทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) และระยะไถล โดย พบว่า การเปลี่ยนแปลงความชันของระยะสึกหรอที่ระยะไถล 2 km และ 8 km เกือบจะเป็นเส้นตรงเดียวกัน ซึ่งสรุปว่า กลไกการสึกหรอ ในช่วงระยะไถล 2-8 km ไม่มีการเปลี่ยนแปลง

ความสัมพันธ์ระหว่างอัตราการสึกหรอจำเพาะของชิ้นทดสอบ แบบหมุด MIM 316L ความพรุน 2% และความพรุน 6% และ wrought 316L (ความพรุน 0%) ในช่วงความเร็วการไถล 0.2-2.0 m/s ที่ระยะไถล 2 km แสดงดังรูปที่ 3 โดยพบว่า ชิ้นทดสอบทั้ง 3 กลุ่ม แสดงพฤติกรรมการสึกหรอแบ่งเป็น 2 ช่วง คือ ช่วง 0.2-0.6 m/s (อุณหภูมิ *T*₀ อยู่ในช่วง 35-55°C) การสึกหรอเปลี่ยนแปลงลดลง ในขณะที่ช่วง 0.6-2.0 m/s (อุณหภูมิ *T*₀ อยู่ในช่วง 55-118°C) การ สึกหรอเปลี่ยนแปลงเพิ่มขึ้น ที่ความเร็วการไถล 0.6 m/s (อุณหภูมิ *T*₀ อยู่ในช่วง 50-55°C) อัตราการสึกหรอมีค่าต่ำสุด แสดงจุดเปลี่ยนการ สึกหรอ

ผลกระทบของความพรุนต่อการสึกหรอ พบว่า ในช่วงความเร็ว สูง (0.6-2.0 m/s) อัตราการสึกหรอของ MIM 316L ความพรุน 6% แสดงแนวโน้มการเพิ่มขึ้นสูงกว่า MIM 316L ความพรุน 2% ในขณะที่ ช่วงความเร็วต่ำ (0.2-0.6 m/s) อัตราการสึกหรอมีค่าใกล้เคียงกันโดย ไม่ขึ้นกับปริมาณความพรุน เนื่องจากในช่วงความเร็วสูง MIM316L ความพรุน 6% มีแนวโน้มการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิสูงกว่า MIM 316L ความพรุน 2% ในทางกลับกัน แนวโน้มอุณหภูมิของ wrought 316L แตกต่างจาก MIM 316L (ความพรุน 2%) เพียงเล็กน้อย ในขณะที่ อัตราการสึกหรอของ wrought 316L มีค่าต่ำกว่า MIM 316L มากกว่า 50%



รูปที่ 2 ความสัมพันธ์ระหว่างระยะสึกหรอของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ระยะไถล 2 km และ 8 km



รูปที่ 3 ความสัมพันธ์ระหว่างอัตราการสึกหรอจำเพาะ และความเร็วการไถล ที่ระยะไถล 2 km

3.3 พื้นผิวการสึกหรอและเศษการสึกหรอ

รปที่ 4 และ 5 แสดงภาพถ่ายอิเล็กตรอนพื้นผิวการสึกหรอและ เศษการสึกหรอหลังจากสิ้นสุดการทดสอบที่ระยะไถล 2 km พบว่า ที่ ความเร็วการไถล 0.2 m/s พื้นผิวการสึกหรอแสดงลักษณะ shear tongue และบริเวณพื้นผิวรอบๆแสดงร่องรอยการเปลี่ยนรูปถาวร (รูปที่ 4 ก) ซึ่งเป็นลักษณะเด่นของกลไกการสึกหรอแบบแนบติด (adhesive โดยการแนบติดจะเกิดบริเวณรอยต่อระหว่างผิวสัมผัส wear) การ เคลื่อนที่ทำให้เกิดแรงดึงส่วนที่อ่อนแอบริเวณใต้ผิวการสึกหรอฉีกขาด ออกจากกัน กลายเป็นเศษการสึกหรอในลักษณะแผ่นหนา ดังแสดงใน ฐป 5 (ก) ในขณะที่ความเร็วการไถล 2.0 m/s พื้นผิวการสึกหรอแสดง ้ลักษณะร่องละเอียด (groove) ขนานตามทิศทางการเคลื่อนที่ไถล (รูปที่ 4 ข) ซึ่งเป็นลักษณะเด่นของการสึกหรอแบบขัดถู (abrasive wear) ที่ เกิดจากพื้นผิวที่แข็งกว่าของชิ้นทดสอบแบบจานขัดถูบนพื้นผิวที่อ่อน กว่าของชิ้นทดสอบแบบหมุด การขัดถูทำให้เกิดแรงดึงและครูดส่วนที่ อ่อนแอขาดจากกัน ส่งผลให้เกิดเศษการสึกหรอในลักษณะแผ่นบาง มี

ขอบคม และพื้นผิวเศษการสึกหรอปรากฏร่องละเอียดในลักษณะ เดียวกับพื้นผิวสึกหรอ (รูปที่ 5 ข)

ในทุกเงื่อนไขการทดสอบปรากฏเศษการสึกหรอใน โดยสรุป ้ลักษณะแผ่น (plate-like shape) ซึ่งเป็นลักษณะเด่นของการสึกหรอ แบบหลุดล่อนที่เกิดจากการสะสมของการเปลี่ยนรูปถาวรจากแรงเฉือน (plastic shear deformation) เมื่อระยะไถลเพิ่มขึ้นจะเกิดการสะสมของ รอยร้าวใต้ผิวบริเวณใกล้ฐพรุน การเชื่อมต่อของรอยร้าว และการ ขยายตัวของรอยร้าวกลายเป็นเศษการสึกหรอลักษณะแผ่น อย่างไรก็ ตาม พฤติกรรมการสึกหรอแบบหลุดล่อนที่ความเร็วไถล 0.2 m/s และ 2.0 m/s เกิดจากปัจจัยเหนี่ยวนำที่แตกต่างกัน โดยพบว่า พฤติกรรมที่ ้ความเร็วการไถลต่ำ (0.2 m/s) ถูกควบคุมโดยกลไกการสึกหรอใน ลักษณะแผ่นจากการแนบติด (adhesion induced delamination wear) โดยระดับของกลไกการแนบติดจะลดลง เมื่อความเร็วการไถลเพิ่มขึ้น ส่งผลให้อัตราการสึกหรอมีแนวโน้มลดลง ในขณะที่พฤติกรรมที่ ความเร็วการไถลสูง (2.0 m/s) ถูกควบคุมโดยกลไกการสึกหรอใน ลักษณะแผ่นจากการขัดถู (abrasive induced delamination wear) และผลกระทบทางความร้อนทำให้ชิ้นทดสอบแบบหมุดมีสภาพอ่อนตัว (thermal softening) ส่งผลให้อัตราการสึกหรอมีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้น



รูปที่ 4 ภาพถ่ายอิเล็กตรอนพื้นผิวการสึกหรอของชิ้นทดสอบ แบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ระยะไถล 2 km และความเร็วการไถล (ก) 0.2 m/s และ (ข) 2.0 m/s



รูปที่ 5 ภาพถ่ายอิเล็กตรอนเศษการสึกหรอของชิ้นทดสอบ แบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ระยะไถล 2 km และความเร็วการไถล (ก) 0.2 m/s และ (ข) 2.0 m/s

เพื่อตรวจสอบกลไกการสึกหรอแบบออกซิเดชัน เศษการสึกหรอที่ ความเร็วการไถล 0.2 m/s และ 2.0 m/s หลังสิ้นสุดการทดสอบถูก นำไปวิเคราะห์หาโครงสร้างผลึกโดยเทคนิค XRD พบว่า เศษการ สึกหรอทั้งหมดเป็นโครงสร้างผลึกของโลหะพื้น โดยไม่พบโครงสร้าง ผลึกของออกไซด์โลหะใดๆ ปะปนอยู่ จึงสรุปได้ว่า กลไกการสึกหรอ แบบออกซิเดชันไม่ส่งผลภายใต้เงื่อนไขการทดสอบนี้ 4. วิจารณ์ผล

4.1 ผลกระทบของอุณหภูมิผิวสัมผัสต่อพฤติกรรมการสึกหรอ

ปรากฏการณ์การตอบสนองของพื้นผิวสัมผัสในขณะเคลื่อนที่ไถลใน สภาวะไร้สารหล่อลื่นจะกำหนดพฤติกรรม และอายุการใช้งานของ พื้นผิว โดยความแตกต่างของพฤติกรรมขึ้นอยู่กับการเปลี่ยนแปลงของ อุณหภูมิผิวสัมผัส ซึ่งสัมพันธ์กับการเปลี่ยนแปลงพลังงานกลที่ให้กับ ระบบเพื่อเอาชนะแรงเสียดทานในขณะเคลื่อนที่ โดยเปลี่ยนรูปเป็น พลังงานความร้อน ส่งผลให้อุณหภูมิผิวสัมผัสเพิ่มขึ้น เมื่อพิจารณา พื้นผิวในระดับจุลภาค พบว่า การเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิ ณ จุดที่ และเปลี่ยนแปลงตามสถานการณ์ที่ไม่แน่นอนของ สัมผัสนี้มีค่าสง ้สัมประสิทธิ์ความเสียดทาน พื้นที่สัมผัสจริง (real contact area) เวลา ของการสัมผัสแหล่งกำเนิดความร้อน และสมบัติทางความร้อนของวัสดุ ส่งผลให้พฤติกรรมการสึกหรอเปลี่ยนแปลงตาม เนื่องจากสมบัติของ วัสดุและพื้นผิวไม่คงที่ การวิเคราะห์หาอุณหภูมิผิวสัมผัสจึงมีประโยชน์ ต่อการออกแบบสภาวะการใช้งาน และการเลือกใช้วัสดุได้เหมาะสมกับ ระดับของอุณหภูมิผิวสัมผัสที่แท้จริง เพื่ออธิบายการเปลี่ยนแปลงกลไก การสึกหรอของวัสดุที่เกิดขึ้น แต่เนื่องจากความร้อนจากแรงเสียดทาน เกิดขึ้นบริเวณพื้นที่เล็ก ๆ ของยอดสูงซึ่งไม่สามารถวัดได้จริง ใน งานวิจัยนี้จึงอ้างอิงการคำนวณอุณหภูมิผิวสัมผัสตาม ASM Handbook [15] และสมการทางความร้อนของชิ้นทดสอบ (bulk heating) และความ ร้อนบริเวณยอดสูงที่สัมผัส (flash heating) ที่เสนอโดย Lim and Ashby [3]

โดยพลังงานที่ใช้ในการเคลื่อนที่ไถลของชิ้นทดสอบเปลี่ยนเป็น พลังงานความร้อนเนื่องจากแรงเสียดทาน (frictional heating, q) [3] ซึ่งคำนวณได้จากสมการที่ (2)

$$q = \frac{\mu F v}{A_n} \tag{2}$$

โดยที่ μ คือ สัมประสิทธิ์ความเสียดทาน F คือ ภาระกด v คือ ความเร็วการไถล และ A_n คือ พื้นที่สัมผัสของชิ้นทดสอบ แบบหมุด

ความร้อนจากแรงเสียดทานในสมการที่ (2) ส่งผลให้อุณหภูมิ ผิวสัมผัสเพิ่มขึ้น และแพร่กระจาย (heat distribution coefficient, α) เข้าสู่ชั้นทดสอบแบบหมุดและชิ้นทดสอบแบบจาน โดยสัดส่วนของ ความร้อนที่แพร่กระจายเข้าสู่ชิ้นทดสอบแบบจาน (αq) และส่วนที่ เหลือจะแพร่กระจายเข้าสู่ชิ้นทดสอบแบบจาน (αq) และส่วนที่ 6 โดยอุณหภูมิผิวสัมผัส (contact temperature, T_c) ขึ้นอยู่กับ อุณหภูมิ ณ จุดที่ยอดสูงสัมผัส (local of flash temperature, T_f) และอุณหภูมิ เฉลี่ยของชิ้นทดสอบแบบหมุดที่ระยะห่างจากผิวสัมผัสค่าหนึ่ง (bulk temperature, T_b) [15] สมการที่ (3) แสดงการคำนวณหาอุณหภูมิ ผิวสัมผัส (T_c)

$$T_c = T_b + T_f \tag{3}$$

สมการ (4) และ (5) แสดงสูตรการคำนวณอุณหภูมิเฉลี่ยของชิ้น ทดสอบแบบหมุด (T_b) และอุณหภูมิ ณ จุดที่ยอดสูงสัมผัส (T_c) ที่



รูปที่ 6 แผนภาพแสดงชุดทดสอบ pin-on-disc ซึ่งใช้ในการคำนวณ

(ก) อุณหภูมิเฉลี่ยของชิ้นทดสอบแบบหมุด (bulk temperature, $T_{_b}$) และ (ข) อุณหภูมิ ณ จุดที่ยอดสูงสัมผัส (flash temperature, $T_{_f}$)

ตารางที่ 3	การคำนวณอุณหภูมิเฉลี่ยของชิ้นทดสอบ	(T_b)) และอุณหภูมิ	ณ	, จุดที่ยอดสูงสัมผัส ((T_f)	
							_

	Bulk heating [3]		Flash heating [3]					
Symbol	Definition (units)	Equation/Value	Symbol	Definition (units)	Equation/Value			
q	Rate of heat input per unit area (J/m^2s)	$q = \frac{\mu F v}{A_n}$	T_f	Local of flash temperature (K)	$T_{f} = T_{0}^{f} + \alpha \mu T^{*} \beta \widetilde{v} \left(\frac{r_{a}}{r_{0}} \right)$			
μ	Friction coefficient	Value for each test condition	T_{f}^{0}	Sink temperature for flash heating (K)	$T_0^f = T_b - \left(\frac{r_a}{r_0}\right) \left(T_b - T_0\right)$			
F	Normal force on sliding interface (N)	70	r _a	Radius of an asperity (m)	$r_a = \sqrt{\frac{F}{\pi \cdot H_0}} $ [15]			
v	Sliding velocity (m/s)	Value for each test condition	T^*	an equivalent temperature for MIM 316L (K)	$T^* = \frac{aH_0}{K_m}$			
A_n	Nominal contact area or apparent contact area (m ²)	0.7 x 10 ⁻⁶	H_0	Room temperature hardness of MIM 316L (Pa)	0.95 x 10 ⁹			
T_b	Bulk temperature (K)	$T_b = T_0 + \frac{2(1-\alpha)q(at_d)^{1/2}}{K_m(\pi)^{1/2}}$	β	Dimensionless parameter for bulk heating	$\beta = \frac{l_b}{r_0}$			
T_0	Sink temperature for bulk heating (K)	Value for each test condition	ĩ	Normalised velocity	$\widetilde{v} = \frac{vr_0}{a}$			
α	Heat distribution coefficient	$\alpha = \frac{1}{2 + l_b \cdot \sqrt{\left(\pi v / 8ar_0\right)}}$	T _c	Contact temperature (K)	$T_c = T_b + T_f $ [15]			
l_b	Equivalent linear diffusion distance for bulk heating (m)	8 x 10 ⁻³	T_m	Melting point of metal (K)	1718.15 [16]			
l_f	Equivalent linear diffusion distance for flash heating (m)	$pprox l_b$	φ	Jaeger's dimensionless constant (transient, $\phi >)$	$\phi = \frac{t_h}{t_d} = \frac{vr_0}{2a}$			
а	Thermal diffusivity of AISI 316 (m ² /s)	$a = \frac{K_m}{\rho C_p}$	t _h	Heat diffusion time (s)	$t_h = \frac{r_0^2}{a}$			
r ₀	Radius of pin (m)	5.5 x 10 ⁻³	t _d	Pin/disc interaction time (s)	$t_d = \frac{2r_0}{v}$			
K _m	Thermal conductivity of AISI 316 (W/m-K)	14.6 [16]	Ν	Total number of contacting asperities	$N = \left(\frac{r_0}{r_a}\right)^2 \widetilde{F}\left(1 - \widetilde{F}\right) + 1$			
ρ	Density of AISI 316 (kg/m ³)	7470 [16]	\widetilde{F}	Normalised pressure on sliding interface	$\widetilde{F} = \frac{F}{A_n H_0}$			
C_p	Specific heat of AISI 316 (J/kg-K)	500 [16]						

รวมบทความวิชาการ เล่มที่ 2 การประชุมวิชาการเครือข่ายวิศวกรรมเครื่องกลแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 22

เสนอโดย Lim and Ashby [3] โดยรายละเอียดของสูตรการคำนวณ นิยาม และค่าตัวแปรต่างๆ แสดงในตารางที่ 3

$$T_b = T_0 + \frac{2(1-\alpha)q(at_d)^2}{K_m(\pi)^{1/2}}$$
(4)

โดยที่ T_0 คือ อุณหภูมิของชิ้นทดสอบแบบหมุดที่ได้จากการวัด, α คือ heat distribution coefficient, a คือ thermal diffusivity, t_d คือ pin/disc interaction time และ K_m คือ สัมประสิทธิ์การนำ ความร้อน

$$T_{f} = T_{0}^{f} + \alpha \mu T^{*} \beta \widetilde{v} \left(\frac{r_{a}}{r_{0}} \right)$$
(5)

โดยที่ $T_{_0}^{f}$ คือ sink temperature for flash heating, T^* คือ equivalent temperature, β คือ dimensionless parameter for bulk heating, \tilde{v} คือ normalized velocity, r_0 คือ รัศมีของชิ้น ทดสอบแบบหมุด และ r_a คือ รัศมีของยอดสูงที่สัมผัส

รูปที่ 7 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิและความเร็วการไถล ของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ระยะไถล 2 km โดยพบว่า อุณหภูมิต่างๆ มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นในลักษณะเชิงเส้น ตามความเร็วการไถล โดยอุณหภูมิเฉลี่ยของชิ้นทดสอบแบบหมุดที่ได้ จากการคำนวณ (T_{b}) มีค่าสูงกว่าอุณหภูมิที่ได้จากการวัด (T_{0}) ประมาณ 1-5 °C (ประมาณ 5%) ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยที่ผ่านมาของ Zhang and Alpas [11] เพื่อวิเคราะห์ผลกระทบของอุณหภูมิสัมผัส (T,) ต่อพฤติกรรมการหลุดล่อนของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ผลการ ทดสอบของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ระยะ ไถล 2 km ถูกนำมาคำนวณหาอุณหภูมิผิวสัมผัส (T) ซึ่งมีค่าอยู่ ในช่วง 140-450°C (0.40-0.60 T ู) รูปที่ 8 แสดงความสัมพันธ์ ระหว่างอัตราการสึกหรอและอุณหภูมิผิวสัมผัส (T) ของชิ้นทดสอบ แบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) โดยพิจารณาเปรียบเทียบกับ แนวโน้มการลดลงของความแข็งแรง ณ จุดครากของ AISI 316L [16] พบว่า ในช่วงความเร็วการไถลสูง (0.6-2.0 m/s) อุณหภูมิผิวสัมผัส (T_c) สูงขึ้น 220-450°C (0.45-0.60T_m) ส่งผลให้ชิ้นทดสอบแบบหมุด อ่อนตัวจากผลกระทบทางความร้อน (thermal softening) โดยความ ี แข็งแรง ณ จุดครากที่ความเร็ว 2.0 m/s (450°C) ลดลงจากที่ความเร็ว 0.2 m/s (140°C) มากกว่า 20% จึงง่ายต่อการที่ยอดสูง (asperity) ของ ้ชิ้นทดสอบแบบจานซึ่งมีความแข็งสูงกว่า จะฝังลงในเนื้อวัสดุของชิ้น ทดสอบแบบหมุด การเคลื่อนที่ทำให้เกิดการไถ (plowing) เนื้อวัสดุที่ อ่อนแอขาดจากกัน ส่งผลให้อัตราการสึกหรอมีค่าสูง โดยความลึกของ รอยไถจะขึ้นอยู่กับขนาดของยอดสูง ภาระกด และอุณหภูมิของชิ้น ทดสอบแบบหมุด ในทางกลับกันในช่วงความเร็วการไถลต่ำ (0.2-0.6 m/s) อุณหภูมิผิวสัมผัส (T_c) เพิ่มขึ้น 140-220°C (0.40-0.45 T_m) ความแข็งแรง ณ จุดครากลดลง 4-6% ชิ้นทดสอบแบบหมุดมีสภาพ อ่อนตัว ทำให้พื้นที่สัมผัสจริงเพิ่มขึ้น กล่าวคือ พื้นผิวถูกอัดแน่นขึ้น (surface densification) ทำให้ความเค้นเฉือนและการเปลี่ยนรูปถาวร ลดลง เมื่อความเร็วไถลเพิ่มขึ้น อิทธิพลจากกลไกการแนบติดลดลง ส่งผลให้อัตราการสึกหรอลดลง โดยที่อุณหภูมิผิวสัมผัส 220°C (0.45 T_m) แสดงอัตราการสึกหรอต่ำสุด เนื่องจากอิทธิพลจากกลไกการ แนบติดลดลง และเป็นจุดเปลี่ยนพฤติกรรมของวัสดุ



รูปที่ 7 ความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิและความเร็วการไถลของ ชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%)



รูปที่ 8 ความสัมพันธ์ระหว่างอัตราการสึกหรอและอุณหภูมิผิวสัมผัส ของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%)

4.2 อิทธิพลของความพรุนต่อพฤติกรรมการสึกหรอ

ผลกระทบของความพรุนของ MIM 316L ต่อพฤติกรรมการ สึกหรอ พบว่า ที่สภาวะการใช้งานในช่วงความเร็วต่ำ (0.2-0.6 m/s) อัตราการสึกหรอไม่ขึ้นกับปริมาณความพรุน เนื่องจากรูพรุนถูกรีดแบน และพื้นผิวถูกอัดแน่นขึ้น (รูปที่ 9 ก) ในขณะที่การใช้งานในช่วงความ เร็วสูง (0.6-2.0 m/s) อุณหภูมิที่สูงขึ้นทำให้การเชื่อมต่อของรูพรุน บริเวณพื้นผิวสึกหรอและใต้ผิวสึกหรอเกิดได้ง่าย (รูปที่ 9 ข) ส่งผลให้ อัตราการสึกหรอของชิ้นส่วนที่มีปริมาณความพรุนสูงกว่ามีแนวโน้ม เพิ่มขึ้น สำหรับพฤติกรรมการสึกหรอของ wrought 316L พบว่า ชิ้นส่วนที่ขึ้นรูปโดยวิธี wrought มีโครงสร้างจุลภาคที่ต่อเนื่อง (ความ พรุน 0%) และมีความแข็งสูงกว่าชิ้นส่วนที่ขึ้นรูปโดยวิธี MIM ส่งผลให้ ชิ้นส่วน wrought มีความต้านทานการสึกหรอดีกว่า MIM ภายใต้ เงื่อนไขการทดสอบเดียวกัน



รูปที่ 9 ลักษณะการเชื่อมต่อของรูพรุนของชิ้นทดสอบ แบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ความเร็วการไถล (ก) 0.2 m/s และ (ข) 2.0 m/s

4.3 ปัจจัยที่มีอิทธิพลต่อจุดเปลี่ยนกลไกการสึกหรอ

การศึกษาปัจจัยที่มีอิทธิพลต่อจุดเปลี่ยนกลไกการสึกหรอ จะเป็น ประโยชน์ในการออกแบบป้องกันการสึกหรอ และการทำนายอายุการใช้ งานของชิ้นส่วนวิศวกรรมต่างๆ ได้ จากงานวิจัยของ Lim *et al.* [4] สรุปว่า จุดเปลี่ยนการสึกหรอขึ้นอยู่กับภาระกด (load-dependent transition) ความเร็วการไถล (velocity-dependent transition) และ ระยะไถล (distance-dependent transition) ในทำนองเดียวกัน การ เปลี่ยนแปลงของภาระกด ความเร็วการไถล เวลาหรือระยะไถล ส่งผล ให้อุณหภูมิผิวสัมผัสเปลี่ยนแปลง ดังนั้น ในงานวิจัยนี้จึงใช้อุณหภูมิ ้ผิวสัมผัสเป็นตัวกำหนดพฤติกรรมการสึกหรอ จากรูปที่ 8 สามารถใช้ เป็นข้อมูลเบื้องต้นในการออกแบบชิ้นส่วนเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ใน ้ลักษณะการเคลื่อนที่ไถล และใช้เป็นแนวทางในการป้องกันการสึกหรอ โดยควบคุมให้อุณหภูมิผิวสัมผัสต่ำกว่าจุดเปลี่ยนอุณหภูมิ (transition temperature, 220°C) ซึ่งอาจพิจารณาเลือกใช้เทคนิคต่างๆ ในการปรับ ลดอุณหภูมิสำหรับการใช้งานที่ความเร็วสูง เช่น การเลือกใช้วัสดุคู่ ้สัมผัสที่ต่างชนิดกัน และมีค่าการนำความร้อนต่ำ นอกจากนั้น การ พิจารณาใช้สารหล่อลื่นเป็นอีกทางเลือกที่ดีในการลดอุณหภูมิผิวสัมผัส ้อีกทั้งช่วยป้องกันการสึกหรอแบบแนบติดในการใช้งานในช่วงความเร็ว ต่ำ อย่างไรก็ตาม ในกรณีที่เลือกพิจารณาปรับเปลี่ยนสภาวะการใช้งาน ปรับลดภาระกด และความเร็วการไถลจำเป็นต้องคำนึงถึง เช่น ผลกระทบจากการแนบติด ซึ่งส่งผลให้อัตราการสึกหรอสูงโดยไม่ ขึ้นกับความแข็งแรงของพื้นผิว

5. สรุปผล

การศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอของ MIM 316L ในลักษณะการ เคลื่อนที่ไถลในสภาวะไร้สารหล่อลื่น ภายใต้เงื่อนไขการทดสอบ คือ ภาระกด 1 MPa ความเร็วการไถล 0.2-2.0 m/s และระยะไถล 2 km วัสดุที่ใช้ทดสอบแบ่งเป็น 3 กลุ่ม คือ MIM 316L ความพรุน 2% และ ความพรุน 6% และ wrought 316L (ความพรุน 0%) ผลการวิจัย สามารถสรุปได้ดังนี้

 ในทุกเงื่อนไขการทดสอบ พฤติกรรมการสึกหรอถูกควบคุม ด้วยกลไกการสึกหรอแบบหลุดล่อน ซึ่งเกิดจากปัจจัยที่แตกต่างกัน ขึ้นอยู่กับ ระดับของพฤติกรรมการแนบติดของผิวสัมผัส และผลกระทบ จากอุณหภูมิผิวสัมผัส

 2) พฤติกรรมของวัสดุในช่วงความเร็วการไถลต่ำ (0.2-0.6 m/s) ถูกควบคุมโดยกระบวนการเปลี่ยนรูปถาวรจากแรงเฉือนที่อุณหภูมิต่ำ (T_c < 220°C) การสึกหรอถูกควบคุมโดยกลไกการสึกหรอแบบแนบติด ทำให้อัตราการสึกหรอสูง อย่างไรก็ตาม ระดับของการแนบติดจะลดลง เมื่อความเร็วการไถลเพิ่มขึ้น ส่งผลให้อัตราการสึกหรอลดลง

 3) พฤติกรรมของวัสดุในช่วงความเร็วการไถลสูง (0.6-2.0 m/s) ถูกควบคุมโดยกระบวนการเปลี่ยนรูปถาวรจากแรงเฉือนที่อุณหภูมิสูง (T_c > 220°C) ส่งผลให้วัสดุอ่อนตัวลงจากผลกระทบทางความร้อน ประกอบกับการสึกหรอถูกควบคุมด้วยกลไกการสึกหรอแบบขัดถู ส่งผล ให้อัตราการสึกหรอเพิ่มขึ้น

 4) ที่อุณหภูมิผิวสัมผัส (T_c = 220°C) แสดงจุดเปลี่ยนอุณหภูมิ ทำให้สมบัติพื้นผิวและพฤติกรรมการสึกหรอเปลี่ยนแปลง ประกอบกับ อิทธิพลจากกลไกการแนบติดที่ลดลง ส่งผลให้อัตราการสึกหรอมีค่า ต่ำสุด

5) ผลกระทบของความพรุนต่อการสึกหรอ พบว่า MIM 316L ความพรุน 2% มีความต้านทานการสึกหรอดีกว่า MIM 316L ความ พรุน 6% สำหรับการใช้งานในช่วงความเร็วสูง ในขณะที่การใช้งาน ในช่วงความเร็วต่ำ ปริมาณความพรุนที่แตกต่างกันไม่ส่งผลให้อัตรา การสึกหรอแตกต่างกัน

6) wrought 316L มีความต้านทานการสึกหรอดีกว่า MIM 316L เนื่องจาก wrought มีโครงสร้างจุลภาคที่ต่อเนื่องและมีความแข็งสูงกว่า MIM

กิตติกรรมประกาศ

คณะผู้วิจัยขอขอบคุณ ดร.อัญชลี มโนนุกุล ห้องปฏิบัติการฉีด ขึ้นรูปโลหะผง ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ (เอ็มเทค) ในการ สนับสนุนข้อมูลและชิ้นทดสอบ MIM 316L สำนักงานกองทุนสนับสนุน การวิจัย (สกว.) และสำนักงานคณะกรรมการวิจัยแห่งชาติ (วช.)

เอกสารอ้างอิง

- G.Straffelini, D.Trabucco, and A. Molinari, 2002. Sliding wear of austenitic and austenitic-ferritic stainless steels. Metallurgical and Materials Transactions A, V.33A, pp. 613-624.
- G.Straffelini and A.Molinari, 1999. Dry sliding wear of Ti-6Al-4V alloy as influenced by the counterface and sliding conditions. Wear 236, pp. 328-338.
- S.C.Lim and M.F.Ashby, 1987. Overview No.55 : Wear-Mechanism Maps. Acta Metall., V.35, pp. 1-24.
- S.C.Lim, M.F.Ashby, and J.H.Brunton, 1987. Wear-rate transitions and their relationship to wear mechanism/s. Acta Metall., V.35 No.6, pp. 1343-1348.
- K.Kameo et.al, 2006. Sliding wear behavior of stainless steel parts made by metal injection moulding (MIM). Wear 260, pp.674-686.
- A.Simchi and H.Danninger, 2004. Effects of porosity on delamination wear behaiviour of sintered plain iron. Powder Metallugy, V.47 No.1, pp. 73-80.

รวมบทความวิชาการ เล่มที่ 2 การประชุมวิชาการเครือข่ายวิศวกรรมเครื่องกลแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 22

- B.Dubrujeaud, M.Vardavoulias, and M.Jeandin, 1994. The role of porosity in the dry sliding wear of a sintered ferrous alloy. Wear 174, pp. 155-161.
- G.Straffelini and A.Molinari, 2001. Dry sliding wear of ferrous PM materials. Powder Metallugy, V.44 No.3, pp. 248-252.
- H.O.Guelsoy, 2007. Dry sliding wear in injection molded 17-4 PH stainless steel powder with nickel boride additions. Wear 262, pp. 491-497.
- M.Vardavoulias *et.al.*, 1996. Dry sliding wear mechanism for P/M austenitic stainless steels and their composites containing Al₂O₃ and Y₂O₃ particles. Tribology International, V.29, pp. 499-505.
- J.Zhang, and A.T.Alpas, 1997. *Transition between mild and severe wear in aluminium alloys*. Acta Metall., Vol.45 No.2, pp. 513-528.
- S.Wilson and A.T.Alpas, 1999. Thermal effects on mild wear transitions in dry sliding of an aluminum alloy. Wear 225-229, pp. 440-49.
- 13. อัญชลี มโนนุกุล, สุทธา อัมระนันทน์, วิทู กิตตินันทพล และณัฐ พล หมื่นยา., 2549, รายงานฉบับสมบูรณ์โครงการพัฒนา อุตสาหกรรมแม่พิมพ์ ยุทธศาสตร์การพัฒนาเทคโนโลยีเพื่อความ เป็นเลิศเฉพาะทาง: การศึกษาออกแบบแม่พิมพ์สำหรับ กระบวนการฉีดขึ้นรูปโลหะผง. ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุ แห่งชาติ (เอ็มเทค)
- ASTM G99-05 : Standard test method for wear testing with a pin-on-disk Apparatus., Vol. 3.02, in Annual Book of ASTM Standards.
- ASM Handbook, 1992. Friction, Lubrication, and Wear Technology: Frictional heating calculations, Vol. 18, pp. 39-44, ASM International.
- P.Lacombe, B.Baroux, and G.Beranger, 1993. Stainless Steels., France: Les Editions de Physique Les Ulis.